

INDEXÉ

PUBLICATION NUMBER : 10317114
PUBLICATION DATE : 02-12-98

APPLICATION DATE : 14-05-97
APPLICATION NUMBER : 09123599

APPLICANT : NIPPON LIGHT METAL CO LTD;

INVENTOR : ISHIZU YUKIRO;

INT.CL. : C22F 1/04 B21C 23/00 B21C 29/00 B21C 35/02 C22C 21/06 // C22F 1/00 C22F 1/00 C22F 1/00 C22F 1/00 C22F 1/00

TITLE : MANUFACTURE OF MEDIUM-STRENGTH AL-MG-SI ALLOY EXTRUDED MATERIAL EXCELLENT IN AIR HARDENING PROPERTY

ABSTRACT : PROBLEM TO BE SOLVED: To provide an Al-Mg-Si alloy capable of air hardening and showing the excellent mechanical property after aging by applying the homogenization, extrusion and aging to the cast ingot of the prescribed composition under the prescribed condition.

SOLUTION: A cast ingot having the composition consisting of, by weight, 0.8-1.0% Mg, 0.6-0.75% Si, 0.3-0.4% Cu, 0.05-0.12% Cr, 0.05-0.3% Fe, 0.01-0.05% Ti, 0.001-0.01% B, and the balance Al, is manufactured by the DC casting method. The cast ingot is heated, and kept for 2-10 hours at 520-560°C, an homogenized through cooling to regulate the area ratio of the α phase to be 15-80%. The cast ingot is heated to 450-500°C immediately before the extrusion, and extruded to that the surface temperature of an extruded material is 500-560°C immediately after the extrusion, and force-cooled to the room temperature at the cooling speed of 80-250°C/min. at the outlet of an extruder to regulate the mean grain size of the recrystallization to be within 2 mm, then is aged by heating the extruded material for 2-15 hours at 160-200°C within 100 hours after cooling.

COPYRIGHT: (C)1998,JPO

THIS PAGE BLANK (USPTO)

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平10-317114

(43) 公開日 平成10年(1998)12月2日

(51) Int.Cl. ⁶	識別記号	F I	
C 2 2 F 1/04		C 2 2 F 1/04	H
B 2 1 C 23/00		B 2 1 C 23/00	A
29/00		29/00	
35/02	1 0 1	35/02	1 0 1
C 2 2 C 21/06		C 2 2 C 21/06	
審査請求 未請求 請求項の数 2 O L (全 8 頁) 最終頁に続く			

(21) 出願番号 特願平9-123599

(22) 出願日 平成9年(1997)5月14日

(71) 出願人 000004743

日本軽金属株式会社

東京都品川区東品川二丁目2番20号

(72) 発明者 土田 孝之

静岡県庵原郡蒲原町蒲原1丁目34番1号

日本軽金属株式会社グループ技術センター
内

(72) 発明者 永島 洋

静岡県庵原郡蒲原町蒲原1丁目34番1号

日本軽金属株式会社グループ技術センター
内

(74) 代理人 弁理士 小倉 亘

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 空気焼入れ性が良好な中強度 Al-Mg-Si 系合金押出し型材の製造方法

(57) 【要約】 (修正有)

【課題】 押出し直後に強制空冷し、時効処理後に優れた機械的性質を呈する中強度 Al-Mg-Si 系合金押出し型材を得る。

【解決手段】 Mg, Si, Cu, Cr, Fe, Ti, B, 残部が実質的に Al の組成をもつ溶湯を DC 鋳造する。鋳塊を 50~100℃/時の速度で加熱し、520~560℃に 2~10 時間保持した後、100~400℃/時の速度で冷却する均質化処理を施して、鋳塊中における Al-Fe-Si 系金属間化合物全体に対して α 相が占める面積比率を 15~80% に調整する。次いで、押出し直前に 450~500℃ に加熱し、押出し直後の型材表面温度が 500~560℃ となるように押出し、押出し機出口において 80~250℃/分の速度で室温まで強制空冷して、押出し型材の再結晶粒サイズを平均径 2mm 以内に調整する。冷却後 100 時間以内に、160~200℃ に 2~15 時間加熱する時効処理を施す。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 Mg:0.8~1.0重量%, Si:0.6~0.75重量%, Cu:0.3~0.4重量%, Cr:0.05~0.12重量%, Fe:0.05~0.3重量%, Ti:0.01~0.05重量%, B:0.001~0.01重量%, 残部が実質的にAlの組成をもつ合金溶湯を鋳塊にDC castingし、得られた鋳塊を50~100℃/時の昇温速度で加熱し、520~560℃に2~10時間保持した後、100~400℃/時の冷却速度で冷却する均質化処理を施すことにより、鋳塊中におけるAl-Fe-Si系金属間化合物全体に対してα相が占める面積比率を15~80%に調整し、均質化処理された鋳塊を押出し直前に450~500℃に加熱し、押出し直後における押出し型材の表面温度が500~560℃となるように押し出し、押出し機出口において80~250℃/分の冷却速度で室温まで強制空冷することにより、押出し型材の再結晶粒サイズを平均径2mm以内に調整し、冷却後100時間以内に160~200℃に2~15時間加熱する時効処理を施すことを特徴とする空気焼入れ性が良好な中強度Al-Mg-Si系合金押出し型材の製造方法。

【請求項2】 Mg:0.8~1.0重量%, Si:0.6~0.75重量%, Cu:0.3~0.4重量%, Cr:0.05~0.12重量%, Fe:0.05~0.3重量%, Ti:0.01~0.05重量%, B:0.001~0.01重量%, 残部が実質的にAlの組成をもつ合金溶湯を鋳塊にDC castingし、得られた鋳塊を50~100℃/時の昇温速度で加熱し、520~560℃に2~10時間保持した後、100~400℃/時の冷却速度で冷却する均質化処理を施すことにより、鋳塊中におけるAl-Fe-Si系金属間化合物全体に対してα相が占める面積比率を15~80%に調整し、均質化処理された鋳塊を押出し直前に450~500℃に加熱し、押出し直後における押出し型材の表面温度が500~560℃となるように押し出し、50~80℃/分の冷却速度で冷却し、冷却された押出し型材を所定長さに切断し、切断された押出し型材を加熱炉に送入して500~560℃に加熱した後、80~250℃/分の冷却速度で室温まで強制空冷することにより、押出し型材の再結晶粒サイズを平均径2mm以内に調整し、冷却後100時間以内に160~200℃に2~15時間加熱する時効処理を施すことを特徴とする空気焼入れ性が良好な中強度Al-Mg-Si系合金押出し型材の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】本発明は、空気焼入れ性が良好な中強度Al-Mg-Si系合金押出し型材を製造する方法に関する。

【0002】

【従来の技術】アルミニウム合金の中でも、Cr等を含む6061合金は、強度、靱性、耐食性等の諸特性のバランスに優れ、押出しも容易であることから、構造用材料として汎用されている。たとえば、特開平9-20950号公報では、押出した場合の内部組織が等軸晶組織となるように調整した合金設計が紹介されている。この種のアルミニウム合金は、焼入れ感受性が高いため、製造段階では押出し時にAl(Fe, Cr)Si系の析出物を核としてMg₂Siが析出し易く、後工程の時効処理で必要強度が確保できないことがある。そのため、強制空冷では、人工時効処理後のJISに定められている強度要求値、すなわち0.2%耐力245N/mm²以上、引張強さ270N/mm²以上、伸び8%以上を満足させることが難しい。そこで、通常の生産工程では、押出し後にプレス端での水焼入れ又は押出し後に放冷した押出し型材を所定長さに切断した後、バッチ式炉で溶体化処理した後に水焼入れを施している。

【0003】

【発明が解決しようとする課題】しかし、水焼入れ工程は多くの問題を含んでいる。なかでも、急激な冷却で生じる歪みによって押出し型材の形状が損なわれると、焼入れ後に矯正工程が必要となり、生産性が著しく低下する。押出し型材の形状によっては、矯正工程で形状の補正ができない場合が生じることもある。他方、焼入れ性が良好で従来からプレス端での空冷で生産されている6063等の合金では、6061合金に匹敵する強度が得られない。本発明は、このような問題を解消すべく案出されたものであり、合金設計及び加熱・冷却条件との組合せを特定することにより、空気焼入れを可能とし、時効処理後に優れた機械的性質を示すAl-Mg-Si系合金を製造することを目的とする。

【0004】

【課題を解決するための手段】本発明の製造方法は、その目的を達成するため、Mg:0.8~1.0重量%, Si:0.6~0.75重量%, Cu:0.3~0.4重量%, Cr:0.05~0.12重量%, Fe:0.05~0.3重量%, Ti:0.01~0.05重量%, B:0.001~0.01重量%, 残部が実質的にAlの組成をもつ合金溶湯を鋳塊にDC castingし、得られた鋳塊を50~100℃/時の昇温速度で加熱し、520~560℃に2~10時間保持した後、100~400℃/時の冷却速度で冷却する均質化処理を施すことにより、鋳塊中におけるAl-Fe-Si系金属間化合物全体に対してα相が占める面積比率を15~80%に調整し、均質化処理された鋳塊を押出し直前に450~500℃に加熱し、押出し直後における押出し型材の表面

温度が500～560℃となるように押し出し、押し出し機出口において80～250℃/分の冷却速度で室温まで強制空冷することにより、押し出し型材の再結晶粒サイズを平均径2mm以内に調整し、冷却後100時間以内に160～200℃に2～15時間加熱する時効処理を施すことを特徴とする。押し出し直後に型材表面温度が500～560℃となるように押し出された押し出し型材は、放冷等の手段によって50～80℃/分の冷却速度で冷却することもできる。この場合、冷却された押し出し型材を所定長さに切断し、切断された押し出し型材を加熱炉に送入して500～560℃に加熱した後、80～250℃/分の冷却速度で室温まで強制空冷することにより、押し出し型材の再結晶粒サイズが平均径2mm以内に調整される。

【0005】

【作用】6000番台のAl-Mg-Si系合金では、強度向上元素としてMg、Siを添加し、必要に応じて更にCuを添加している。また、熱間加工後の結晶組織を制御し、靱性を向上させるため、Cr、Mn等の遷移元素を添加する場合もある。しかし、これらの添加元素は、それぞれ程度の差はあるものの、何れも焼入れ感受性を高める。そのため、溶体化処理又は熱間加工後の冷却速度を速めないと、冷却途中でMg₂Si等が粗大析出し、T5、T6調質での人工時効後の強度が低下することになる。本発明においては、Mg₂Si等の粗大析出やMg₂Si析出核となる金属間化合物の析出を抑えた合金設計を採用すると共に、押し出し型材を変形させない程度の強制空冷によってMg₂Siの粗大化を抑制し、後の人工時効処理で6061-T6材に匹敵する強度をもつ合金を得ている。

【0006】以下、本発明で使用するAl-Mg-Si系合金の合金成分、含有量等を説明する。

Mg: 0.8～1.0重量%

Siと共に微細な析出物を形成し、強度をもたらし主要合金成分であり、十分な強度を得るために0.8重量%以上のMg添加が必要である。しかし、Mgは、材料の熱間強度を高めて押し出し性を著しく阻害する。また、Mg、Siの添加量の増加は、焼入れ感受性を高める結果となり、焼入れ速度が低い場合には却って強度が低下することになる。そこで、本発明においては、Mg含有量の上限を1.0重量%に設定した。

Si: 0.6～0.75重量%

強度改善に有効な合金成分であり、0.6重量%以上の添加によって十分な強度が得られる。特に、Mg添加量とバランスさせ、具体的にはSi%=0.58×Mg%として換算して過剰Siを確保するとき、強度が一層向上する。Siは、Mgほど押し出し性に悪影響を及ぼさない。しかし、0.75重量%を超える過剰量のSiが添加されると、特に冷却速度が低い場合には押し出し型材の延性や靱性が低下することがある。

【0007】Cu: 0.3～0.4重量%

強度改善に有効な合金成分であるが、空冷で必要強度を得ようとするとき0.3重量%以上のCuが必要である。しかし、0.4重量%を超える多量のCuが含まれると、耐食性が悪化し、焼入れ感受性が高くなる傾向がみられる。

Cr: 0.05～0.12重量%

押し出し後の結晶粒組織制御のために添加される合金成分であり、Al(Fe, Cr)Si系の微細析出物を形成し、押し出し後に結晶粒の粗大化を防止する作用を呈する。このような作用は0.05重量%以上のCr添加で顕著となり、強度、加工性、耐食性等も改善される。しかし、0.12重量%を超える多量のCrが含まれると、焼入れ感受性が高くなり、焼入れ途中でMg₂Si系析出物が粗大化し易くなる。

【0008】Fe: 0.05～0.3重量%

不可避的な不純物としてAl中に含まれる成分であり、晶出物又は析出物として均質化処理後の鋳塊に分散する。Fe含有量が多くなると、鋳造時に発生する比較的粗大な晶出物としてのβ-AlFeSi系化合物がビレットの均質化処理後にも残存し、押し出し型材の表面品質を損ねるばかりか、延性、靱性にも悪影響を及ぼす。また、強化元素であるSiをβ-AlFeSi系化合物として晶出させるため、強度低下の原因ともなる。しかし、過度にFe量を低下させようとしても、地金コストが嵩む。また、Feの一部は、Cr、Mn等と共に微細な析出物を形成し、押し出し後の再結晶粒を微細化させる作用もあることから、本発明においてはFe含有量を0.05～0.3重量%の範囲に設定した。

【0009】Ti: 0.01～0.05重量%

Bと共に鋳塊の結晶粒径を微細化し、鋳造割れを防止する作用を呈する。Tiの効果は、0.01重量%以上のTi添加で顕著になる。しかし、0.05重量%を超える多量のTi添加は、粗大なTiB₂粒子を生成させ、成形加工性を劣化させる原因となる。

B: 0.001～0.01重量%

Tiと同様に鋳塊の結晶粒径を微細化し、鋳造割れを防止する作用を呈する。Bの効果は、0.001重量%以上のB添加で顕著になる。しかし、0.01重量%を超える多量のBを添加すると、AlB₂、TiB₂等の粗大な粒子が生成し、延性や成形加工性に悪影響を及ぼす。

DC鋳造: 通常の溶製及び溶湯処理を施した後、DC鋳造によって直径100～400mmにビレットに鋳造する。DC鋳造によると、容易に長尺の鋳塊を低コストで製造でき、しかも鋳造時の冷却速度が早いので粗大な金属間化合物の生成が抑えられる。

【0010】均質化処理: DC鋳造で得られた鋳塊には、通常、鋳造時に生じたMg、Si等の溶質元素の濃度偏析を解消する均質化処理が施される。本発明におい

では、この均質化処理条件を制御することによってCr含有金属間化合物の微細析出を適正化している。均質化処理される鋳塊は、50～100℃/時の昇温速度で均質化処理温度520～560℃に加熱される。このときの昇温速度が100℃/時を超えるとCrを含む金属間化合物の分布が不均一となり、押出し時の再結晶抑制効果が低下する。逆に、50℃/時に達しない昇温速度では、均質化処理温度まで昇温するために長時間が必要となり、経済的でない。

【0011】均質化処理温度は、Cr含有金属間化合物が適正に微細析出するように520～560℃に設定される。Cr含有金属間化合物があまりにも微細に析出すると、析出物の絶対数が多くなる。その結果、Al(Fe, Cr)Si系析出物とマトリックスとの界面にMg-Si系化合物が押出し直後に優先析出し易く、Mg-Si系化合物が粗大化する確率が高くなり、人工時効処理後の強度を低下させる原因となる。そのため、Al(Fe, Cr)Si系析出物が過度に微細化せず且つ再結晶粒の粗大化を抑制することが必要である。Al(Fe, Cr)Si系析出物の粒子をある程度のサブミクロンサイズ(具体的には0.01～0.1μm程度)にまで成長させるためには、高い均質化処理温度ほど望ましいので、均質化処理温度を520℃以上に設定した。また、サブミクロンからミクロンサイズ(具体的には0.2～2μm程度)の金属間化合物が多量に存在しないと、再結晶粒の成長を抑制できず、再結晶粒が平均粒径2mmを超えて成長する粗大化を招き、伸び、靱性、強度を低下させることになる。サブミクロンからミクロンサイズ程度の粒径をもつ金属間化合物は、晶出したAlFeSi系化合物が押出し加工で分断され、押出し形材中に分散させることによって得られる。

【0012】このとき、AlFeSi系化合物がα相であると、熱間加工によって0.2～2μm程度に分断され易い。微細になったAlFeSi系化合物は、押出し時に再結晶粒の粗大化を抑制する。そのため、鑄造時にβ相になっている分断され難いAlFeSi系の晶出物をα相に変態させるためにも、均質化処理温度は高いほうが好ましい。本発明者等の実験によると、再結晶粒の平均粒径を2mm以下に抑える上ではα相の面積比率が大きいことが必要であり、面積比率でAlFeSi系金属間化合物全体の15～80%をα相が占めることが好ましいことが判った。更に均質化処理温度を高めてα相の面積比率を80%を超える比率にできるが、均質化処理温度が560℃を超えると局部融解の虞れがある。Crの添加量を増加することもα相への変態に有効であるが、焼入れ感受性の観点から0.12重量%以下とする必要がある。α相が15%に満たない面積比率では、α相への変態による効果が十分発揮されない。また、本発明に従った合金系においては、押出し形材のほぼ全域に渡って発生している再結晶粒の粗大化をCr添加で抑制

しているものの、本発明で規定しているCr添加量では再結晶粒の粗大成長を完全に阻止することはできない。そこで、Cr添加に加えてα-AlFeSi系化合物の粒子によって、再結晶粒の粗大化を平均粒径2mm以下に抑えている。平均粒径2mm以下の再結晶粒の成長は、悪影響を及ぼすことなく、要求される機械的性質を満足するレベルである。

【0013】均質化処理温度は、以上のようにAl(Fe, Cr)Si系粒子を適正粒径に成長させると共にβ相をα相に変態させることから520℃以上の温度に設定される。しかし、均質化処理温度が560℃を超えると、局部融解が生じる虞れがある。2時間に満たない均質化処理では、β相からα相への変態が十分でない。しかし、10時間を超える均質化処理は、処理時間の延長に見合った効果が得られず、経済的でない。均質化処理された鋳塊は、100～400℃/時の冷却速度で強制空冷される。強制空冷によって、押出し時の強制空冷前にマトリックスに固溶できるように、析出する棒状Mg₂Si粒子の最大長さが5μm以下に抑えられる。これにより、時効時の強度が確保される。このときの冷却速度が100℃/時に達しないと、鋳塊の冷却過程で析出するMg₂Siが大きくなりすぎる。逆に400℃/時を超える冷却速度で冷却するためには、大規模な設備を必要とし経済的でない。

【0014】押出し加工：押出し加工される鋳塊は、押出し直後の形材温度が500～560℃となるように押出し直前の温度が450～500℃に調整される。押出し直前の温度が450℃に満たないと、押出し直後の形材温度500℃以上が確保できない。しかし、押出し直前の温度が500℃を超えると、押出し形材にティアリングが発生する可能性が高くなる。本発明に従った合金系では、焼入れ感受性を低くするためMg含有量及びSi含有量を低く設定している。そのため、逆に添加されているMg, Siを形材の強度に有効利用するため、強制空冷前にマトリックスにMg, Siを十分固溶させる必要がある。そこで、押出し直後の形材温度を通常よりも高めの500～560℃に設定し、Mg, Siの固溶を促進させている。押出し直後の形材温度が500℃に達しないと、Mg, Siが十分に固溶できず、粗大なMg₂Siが残存し、時効処理による強度上昇が見込めない。しかし、560℃を超える高温では、部分的な融解が生じる。

【0015】制御された温度条件下で押し出された形材は、押出し機出口において80～250℃/分の冷却速度で室温まで強制空冷される。このときの強制空冷は、ファンによって達成でき、水焼入れでないことから設備的にも負担が軽減される。また、水焼入れのように押出し形材が変形することも防止される。焼入れによる変形は、冷却速度が早い場合に押出し形材の断面内に生じた温度差に由来する応力が原因である。そのため、冷却速

度を小さくすることにより、応力による変形が防止でき、また押出し形材の再結晶粒は平均粒径2mm以下に抑えられるので強度低下を招くことがない。冷却速度が250℃/分を超えると、変形が発生し易くなる。逆に80℃/分に達しない冷却速度では、冷却中にMg₂Siが析出し、時効処理による強度向上効果が低減する。

【0016】時効処理：焼入れ感受性を小さくするためMg含有量及びSi含有量を低く抑えた本発明に従った合金系では、Mg及びSiを時効処理による強度向上に有効活用する必要がある。押出し後、時効処理に至る前に室温に放置される時間が長いと、放置中にMg₂Siが徐々に析出し、時効処理による強度の上昇が低下する。そこで、Mg₂Siの自然析出を防止するため、押出し後に室温まで冷却された形材は、100時間以内に時効処理される。時効処理では、強制空冷でマトリックスに固溶したSi、Mg、Cu等の溶質元素を析出させ、強度を向上させる。時効処理条件が160℃未満、2時間未満であると、析出反応が十分に進行せず、強度が不足する。しかし、200℃を超える時効温度や15時間を超える長時間処理では、Mg-Si系析出物が粗大化し、得られる最高強度が低下する。

【0017】また、押出し直後に形材表面温度が500～560℃となるように押し出された押出し形材は、約

50～80℃/分程度の冷却速度で放冷することもできる。50～80℃/分で冷却すると、本発明で規定した合金組成では溶体化後に焼入れ可能であり、時効処理によって強度が得れる。50℃/分未満の冷却速度では、生産性が阻害されるばかりでなく、結晶粒の粗大化を招く虞れがある。冷却された押出し形材は、所定長さに切断された後、加熱炉に装入され、500～560℃に加熱する。次いで、80～250℃/分の冷却速度で室温まで強制空冷し、押出し形材の再結晶粒を平均粒径2mm以内に調整する。500℃以下の温度では、溶体化処理が不足し、強度が得られない虞れがある。逆に560℃を超える温度では、局部融解や再結晶粒の粗大化を招く。また、加熱後の冷却速度が250℃/分を超えると形材が変形し易く、逆に80℃/分以下では冷却中にMg₂Siの析出粒が粗大化し、時効処理で必要強度が得られない。このようにして再結晶粒が調整された押出し形材に対し、同様に、冷却後100時間以内に160～200℃×2～15時間の時効処理が施される。

【0018】

【実施例】

実施例1：表1の成分・組成に調整したアルミ合金溶湯を溶製し、直径355mmのビレットにDC castingした。

【0019】

表1：実施例で使用した各種アルミ合金

区分	合金番号	合金成分及び含有量 (重量%)						
		Si	Mg	Cu	Cr	Fe	Ti	B
実施例	1	0.75	1.0	0.40	0.12	0.25	0.01	0.002
	2	0.60	0.8	0.40	0.08	0.15	0.02	0.002
	3	0.75	0.8	0.35	0.05	0.20	0.01	0.002
	4	0.80	1.0	0.40	0.10	0.30	0.01	0.002
比較例	5	1.00	0.9	0.40	0.12	0.20	0.01	0.002
	6	0.75	1.2	0.30	0.12	0.25	0.01	0.002
	7	0.75	1.0	0.80	0.12	0.21	0.01	0.002
	8	0.60	1.0	0.30	0.25	0.22	0.01	0.002

下線は、本発明で規定した範囲を外れることを示す。

【0020】炉内雰囲気温度が80℃/分で昇温するように制御された熱風炉に各ビレットを装入し、表2に示すようにビレットの実態温度が500～580℃になるまで加熱し、その温度で4～8時間保持した後、冷却速度約130℃/時で室温まで空冷した。冷却されたビレットを長さ800mmに切断した。押出しに先立って誘導加熱炉で450℃まで加熱し、その温度に2分間保持した後、押出し機のコンテナに装入し、押出し機の形材速度が20m/分となるように、図1に示すコ字型断面形状をもつ押出し形材を得た。押出し直後の形材表面温

度は540℃であった。押出された形材は、表2に示す条件下でプレス端で冷却された。

【0021】得られた押出し形材の押出し方向に垂直な断面の再結晶組織を調査すると共に、エッチングした試験片を光学顕微鏡で観察することによりAlFeSi化合物のα相の面積比率を測定した。また、冷却速度が押出し形材の変形に及ぼす冷却速度の影響を調査するため、開口部寸法が設計寸法42mmからどの程度ずれているかを測定した。そして、2mm以上の変形が生じ、矯正ロールが入らなくなってしまう場合を×、変形量が

0.5~2mmで矯正の必要があるものを△、変形量が0.5mm以下で矯正の必要がないものを○として3段階評価した。更に、押出し形材から長さ約250mmの試験片を切り出し、室温に96時間放置した後、180℃×6時間の時効処理を施した。時効処理後の試験片について、JIS 14B号試験片を用いた引張試験を行った。そして、JIS6061-T6の強度規格0.2%耐力245N/mm²以上、引張強さ270N/mm²以上、伸び8%以上を満足するものを合格と判定した。なお、何れの試験片についても、焼入れ後の時効処理により再結晶粒が成長していないことを前もって確認している。

【0022】表2の調査結果にみられるように、本発明に従った押出し形材では変形量が少なく、時効処理後の強度が高くなっていることが判る。これに対し、水冷した比較例1、2では、変形量が大きく、製品として使用できなかった。均質化処理温度が低い比較例3では、遷

移元素が微細に析出し、再結晶し難く繊維組織のまま、焼入れ感受性も敏感になり、強度低下を招いた。過剰Si量が多すぎる比較例4では、再結晶粒が粗大に成長し、伸びが低下していた。過剰のMgを含む比較例5では、Mg量増加がMg₂Si量の増加となって押出し中に焼入れ感受性が高くなり、却って強度低下を招いた。過剰のCuを含む比較例6では、Cuを含む化合物が溶体化されず、局部融解を起こしてティアリングが発生した。Crを添加した比較例7では、β→αへの変態が促進されるものの、焼入れ感受性が極端に高くなったことから強度が低下した。この対比から明らかなように、特定された合金設計及び温度条件を組み合わせることで、水焼入れを必要とすることなく、時効処理後に優れた機械的性質をもつ中強度押出し形材が得られることが確認された。

【0023】

表2：均質化処理条件及び押出し直後の冷却法が押出し形材の物性に及ぼす影響

区分	試験番号	合金番号	均質化処理		α相の面積比率 %	押出し形材		プレス端での冷却	変形		時効処理材の機械的性質			総合判定
			温度℃	時間		組織	再結晶平均径 mm		量 mm	判定	引張強さ N/mm ²	0.2%耐力 N/mm ²	伸び %	
実施例	1	1	520	8	60	A	0.8	強制空冷	0.4	○	280	255	11	○
	2	2	540	6	65	A	1.0	強制空冷	0.3	○	275	249	12	○
	3	3	540	6	65	A	1.5	強制空冷	0.3	○	279	256	12	○
	4	4	560	6	80	A	0.5	強制空冷	0.3	○	275	260	13	○
比較例	1	1	520	8	60	A	0.8	水冷	2.5	×	342	315	15	×
	2	1	520	8	60	A	0.8	スプレー	1.5	△	325	302	15	×
	3	4	500	8	5	B	—	強制空冷	0.2	○	265	240	10	×
	4	5	540	4	70	C	5.0	強制空冷	0.3	○	285	262	6.5	×
	5	6	540	4	70	A	1.2	強制空冷	0.4	○	265	235	10	×
	6	7	540	4	70	ティアリングで押出中止			—	—	—	—	—	×
	7	8	580	6	100	B	—	強制空冷	0.2	○	255	210	20	×
形材組織は押出方向に垂直な断面を光学顕微鏡で観察し、微細再結晶をA、未再結晶の繊維組織をB、粗大再結晶をCと判定した。														
400~200℃までの温度域における冷却速度： 強制空冷=平均100℃/分 スプレー=約1500℃/分 水冷=60000℃/分以上														
α相の面積比率は、エッチングした試験片を光学顕微鏡で観察し、AlFeSi系化合物全体に占めるα相の面積の比率から求めた。														

【0024】実施例2：実施例1と同じビレットを均質化処理し、AlFeSi系化合物全体に占めるα相の面積比率を60~80%に調整した。均質化処理されたビレットを押し出し、400から200℃までを平均冷却速度60℃/分で冷却した。冷却されたビレットを長さ800mmに切断し、実施例1と同様にコ字型断面形状に押し出し、平均冷却速度60℃/分で冷却した。冷却された押し出し形材を定寸切断し、加熱炉に装入して溶体化処理した後、実施例1と同様に時効処理した。この

ようにして得られた押し出し形材の機械的性質を調査した。調査結果を示す表3にみられるように、別途加熱炉を使用して溶体化処理を施した場合でも、本発明に従うとき変形量の小さい形材が得られることが判る。なお、溶体化処理によって結晶粒が若干成長する場合もみられるが、何れも平均粒径2mm以下であり、機械的性質も目標レベルに十分達していた。

【0025】

表3：加熱炉で溶体化処理した場合の製造条件が押出し型材の特性に及ぼす影響

試験 番号	合金 番号	均質化処理		α 相の 面積比率 %	押出後の 冷却速度 ℃/分	押出し型材の組織		溶体化 温度 ℃	溶体化後 の冷却	変形状態		時効処理材の機械的性質			総合 判定
		温度 ℃	時間 時			組織	平均結晶粒径 (mm)			量 mm	判定	引張強さ N/mm ²	0.2%耐力 N/mm ²	伸び %	
5	1	520	8	60	60	A	1.0	520	強制空冷	0.4	○	278	250	11	○
6	2	540	6	65	60	A	1.1	520	強制空冷	0.3	○	273	247	12	○
7	3	540	6	65	60	A	1.8	520	強制空冷	0.3	○	276	253	12	○
8	4	560	6	80	60	A	0.8	520	強制空冷	0.3	○	273	248	13	○

押出し後の冷却は強制空冷で、400～200℃までの平均冷却速度を60℃/分に設定した。

溶体化処理後の冷却は強制空冷で、400～200℃までの平均冷却速度を100℃/分に設定した。

α 相の面積比率は、エッチングした試験片を光学顕微鏡で観察し、AlFeSi系化合物全体に占める α 相の面積の比率から求めた。

型材の組織は、押出し方向に垂直な断面を光学顕微鏡で観察し、微細再結晶をAと判定した。

【0026】

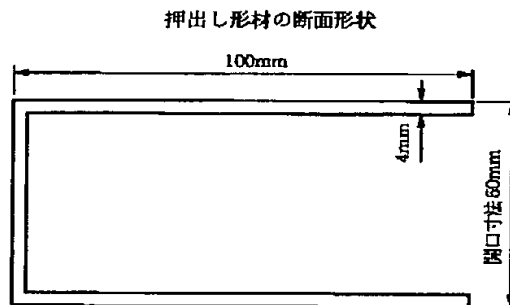
【発明の効果】以上に説明したように、本発明においては、Si、Mg、Cr等の溶質元素の含有量を低く抑え、 β 相から α 相に変態させたAlFeSi化合物を押出し加工によって分断・微細化し、押出し型材における再結晶粒の成長を抑制している。その結果、押出し型材を変形させる原因となる水焼入れを必要とするこ

となく、強制空冷で押出し型材を室温まで冷却することが可能になり、時効処理後の強度向上にMg、Siが有効利用される。このようにして、本発明によるとき、設備的な負担が軽減された強制空冷で中強度押出し型材が得られる。

【図面の簡単な説明】

【図1】 実施例で製造した押出し型材の断面

【図1】



フロントページの続き

(51)Int. Cl.⁶

// C22F 1/00

識別記号

612
624
650
683
691

692
694

FI

C22F 1/00

612
624
650Z
683
691A
691B
691C
692A
694B
694A

(72)発明者 岡庭 茂
静岡県庵原郡蒲原町蒲原1丁目34番1号
日本軽金属株式会社グループ技術センター
内

(72)発明者 石津 幸郎
新潟県新潟市太郎代1572-19 日本軽金属
株式会社新潟工場内